

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 64-036747

(43)Date of publication of application : 07.02.1989

(51)Int.Cl.

C22C 37/04

(21)Application number : 62-192428

(71)Applicant : HITACHI METALS LTD

(22)Date of filing : 31.07.1987

(72)Inventor : SUENAGA MAKOTO
OBATA FUMIO
KOGA MASAOKI

(54) CAST IRON WITH HIGH COEFFICIENT OF THERMAL EXPANSION

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain the titled cast iron having extremely high coefficient of thermal expansion, by controlling respective compositional limit values of C, Si, Mn, Ni, Mg and/or rare earth elements (RE), etc.

CONSTITUTION: A cast iron having a composition consisting of, by weight, 1.5W3.5% C, 1.5W4.0% Si, 2.5W10.0% Mn, 5.0W20.0% Ni, $\leq 0.20\%$, in total, of Mg and/or RE, $\leq 3.0\%$ Al, further $\leq 0.2\%$, in total, of Bi and/or Sb, and the balance iron with inevitable elements is prepared. Moreover, it is desirable that the spheroidizing rate of graphite structure is regulated to about $30W < 70\%$, or it is preferable that the spheroidizing rate of graphite structure is regulated to \geq about 70% . Owing to the constitution as mentioned above, the cast iron having extremely high coefficient of thermal expansion and causing no disadvantages, such as deformation due to differential thermal expansion, when combined with the parts made of Al alloy can be obtained.

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭64-36747

⑤ Int.Cl.⁴
C 22 C 37/04

識別記号

庁内整理番号
A-7518-4K
G-7518-4K

④ 公開 昭和64年(1989)2月7日

審査請求 未請求 発明の数 1 (全5頁)

⑬ 発明の名称 高熱膨張鋳鉄

⑭ 特 願 昭62-192428

⑮ 出 願 昭62(1987)7月31日

⑯ 発 明 者 末 永 允 福岡県京都郡刈田町長浜町35番地 日立金属株式会社九州工場内
⑰ 発 明 者 小 幡 文 雄 福岡県京都郡刈田町長浜町35番地 日立金属株式会社九州工場内
⑱ 発 明 者 古 閑 正 明 福岡県京都郡刈田町長浜町35番地 日立金属株式会社九州工場内
⑲ 出 願 人 日立金属株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

明 細 書

発明の名称 高熱膨張鋳鉄

特許請求の範囲

1. 化学組成が、重量%でC 1.5~3.5%, Si 1.5~4.0%, Mn 2.5~10.0%, Ni 5.0~20.0%, Mg及び又は希土類元素(RE)の総量が0.2%以下、Al 3.0%以下、Bi, Sb, の一種または二種の総量が0.2%以下、残部は鉄及び不可避免的元素よりなる高熱膨張鋳鉄。
2. 黒鉛組織が球状化率30%以上70%未満である特許請求の範囲第1項記載の高熱膨張鋳鉄。
3. 黒鉛組織が球状化率70%以上である特許請求の範囲第1項記載の高熱膨張鋳鉄。

発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は例えば熱膨張係数が大きいエンジン部品材等に用いるのに適した高熱膨張鋳鉄に関するものである。

〔従来の技術〕

一般にエンジンは、シリンダーブロックにクラ

ンクシャフトを組込みベアリングキャップによって支承保持する構造となっており、このシリンダーブロック及びベアリングキャップは普通鋳鉄製が用いられている。

ところが、軽量化並びに軽量化に伴う燃費の低減などを目的としてアルミニウム合金(以下単にAl合金と記す)製のシリンダーブロックが使用されるようになった。このシリンダーブロックは普通鋳鉄製に較べて剛性が劣ることが多いため、普通鋳鉄製のベアリングキャップと補強部材であるAl合金製のビーム材とをボルトによってシリンダーブロックに共締めした分割構造、あるいは複数個のベアリングキャップとビーム材とを一体構造としたAl合金製ベアリングビームが広く用いられている。

一方、エンジンは高性能化が要求され出力、回転数ともに著しく増大する傾向にあり、クランクシャフトを支持する部材の剛性の向上が強く求められているところである。

〔発明が解決しようとする問題点〕

前述のベアリングキャップは分割構造であれ、一体構造であれAl合金製では剛性が劣るという欠点がある。また普通鋳鉄製は熱膨張係数が使用温度範囲において $11 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 程度であり、Al合金製のシリンダーブロックと熱膨張係数が大きく異なるため、エンジンオイルが 150°C 程度に昇温すると熱膨張差による変形、あるいは嵌合部のクリアランスが不均等になるための油膜の破壊などエンジンの性能を左右する致命的な欠点を招く結果になりかねない。

本発明の目的は、まず熱膨張係数が普通鋳鉄と比較して極めて高く、Al合金製部品と組合せて使用した場合、前述の不具合が発生せず、しかも剛性が普通鋳鉄より大きいCV黒鉛系の高熱膨張鋳鉄を提供するものであり、また、他の発明は熱膨張係数がCV黒鉛系高熱膨張鋳鉄と同程度に極めて高く、しかも肉厚変化による黒鉛形状の変動が小さい球状黒鉛系の高熱膨張鋳鉄を提供するものである。

〔問題点を解決するための手段〕

4.0%を超えると切削性が低下するとともにC量によってはキッシュ黒鉛の発生を促進し、材質を劣化させる。

Mn: Niと共に最も重要な構成元素である。2.5%未満では熱膨張係数が 16×10^{-6} 以下となり、10.0%を越えると鋳造性が低下し、切削性が著しく低下する。

Ni: 5.0%未満では熱膨張係数が 16×10^{-6} 以下となり、20.0%を越えると製品価格が高価となる。本発明の機能上の目標は 18×10^{-6} 以上の高熱膨張係数であることであり、このためMn組成範囲とNi組成範囲が各々本特許請求の範囲にあることが必要である。

Mg及び又は希土類元素(RE):

Mg及び又は希土類元素(RE)は高熱膨張鋳鉄の黒鉛形状を球状化率30%以上70%未満のCV状または、球状化率を70%以上の球状にするために含有させるものである。

CV黒鉛組織を得るためには、製品の肉厚にもよるが通常Mg及び又は希土類元素(RE)総

本発明は化学組成が、重量%でC1.5~3.5%、Si1.5~4.0%、Mn2.5~10.0%、Ni5.0~20.0%、Mg及び又は希土類元素(RE)の総量が0.2%以下、Al3.0%以下、Bi、Sb、の一種または二種の総量が0.2%以下、残部は鉄及び不可避的元素よりなる高熱膨張鋳鉄と上記構成要件で黒鉛組織が球状化率30%以上70%未満のCV黒鉛形状の高熱膨張鋳鉄、および上記構成要件で黒鉛組織が球状化率70%以上である球状黒鉛形状の高熱膨張鋳鉄である。

次に本発明の高熱膨張鋳鉄の化学組成数値限定理由について説明する。

C: 1.5%未満では組織中の黒鉛量が著しく減少し、鋳造性および加工性が低下する。3.5%を超えると特に厚肉鋳物においてキッシュ黒鉛が多量に品出して引張強さ及び剛性が低下し、また、鋳造欠陥も発生し易くなる。

Si: 1.5%未満では本来の黒鉛化促進機能が發揮されず組織中の黒鉛量が著しく減少し、場合によっては炭化物発生の恐れが生じる。

量で0.005~0.030%含有せしめることによって安定したCV状黒鉛組織を得ることができる。球状黒鉛組織を得るためには製品の肉厚にもよるが、通常Mg及び又はREの総量で0.025~0.2%含有せしめる。しかしMg及び又は希土類元素(RE)の総量が0.2%を越えると接種による溶湯黒鉛化促進処理を行っても薄肉鋳物においては炭化物が品出しやすくなり、熱膨張係数の減少と切削性の低下が起きる。

Al: Alは本材質の基体組織を構成するオーステナイト結晶の積層欠陥エネルギーを増大させる。このことは加工中のオーステナイトからマルテンサイトへの変態を抑制し、加工性を高める作用となって表れる。しかし、3%を越えると鋳造性が著しく低下する。

Sb, Bi: 本発明の特徴の一つは通常有害元素として忌避されるSb, Biを一種又は二種含有させることにある。

Mn+Ni系鋳鉄溶湯は、Mg及び又は希土類元

素(RE)で処理した場合、極めて共晶状黒鉛(チャンキー黒鉛)を晶出しやすく、屢々最終組織が共晶状黒鉛+C V状黒鉛組織又は共晶状黒鉛+球状黒鉛組織となる。

Sb及び又はBiを添加することによって、共晶状黒鉛の晶出を防ぎ、均一なC V状黒鉛組織又は球状黒鉛組織とすることができるが、Sb及び又はBiの総量が0.2%を越えると片状黒鉛組織が多くなり球状化率が30%以下となる。

尚、オーステナイト系鋳鉄には屢々Cuが添加されることがあるが、本発明の成分系材質においては、黒鉛組織の安定には若干の効果はあるものの、本発明の目的とする熱膨張係数には殆ど影響が見られない。

【実施例. 1】

NiおよびMnを含む戻り屑と金属NiおよびMn合金を主体とする原料を高周波電気炉にて溶解し、次いで取鍋中にFe-Si(45)-Mg(3)合金を溶湯量に対し0.40%添加し、C V化処理を行なった後一次接種はFe-Si(50)にてSi当量で0.3

RE合金を溶湯量に対し0.4%添加することにより球状化処理を行なった後、一次接種はFe-Si(50)にてSi当量で0.3%添加した。なお、取鍋出湯時金属Alを溶湯量に対し0.5%、金属Sbを溶湯量に対して0.02%添加した。

二次接種はFe-Si(73)-Ca(2)-Al(3)合金をSi当量で0.1%をYブロック(肉厚25mm)への注湯流へ添加した。試料の分析結果は鉄と不可避的不純物と第3表に示す通りであった。

第3表 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	
3.01	2.35	7.00	0.024	0.006	
		Ni	Al	Mg	RE
		9.75	0.20	0.004	0.007

第4表に熱膨張係数(20~200℃)、機械的性質、及び黒鉛組織を示す。

第4表 熱膨張係数は $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ である。

熱膨張 係数	抗張力 kgf/mm ²	伸び %	黒 鉛 組 織	
			球状化率	チャンキー黒鉛
19.2	39.6	12.4	57	無し

%添加した。なお、出湯時取鍋中にて金属Alを0.5%添加した。

二次接種はFe-Si(73)-Ca(2)-Al(3)合金をSi当量で0.1%をYブロック(肉厚25mm)への注湯流へ添加した。試料の分析結果は鉄と不可避的不純物と第1表に示す通りであった。

第1表 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Mg
3.00	3.06	6.50	0.026	0.008	10.1	0.21	0.010

第2表に熱膨張係数(20~200℃)、機械的性質、及び黒鉛組織を示す。

第2表 熱膨張係数は $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ である。

熱膨張 係数	抗張力 kgf/mm ²	伸び %	黒 鉛 組 織	
			球状化率	チャンキー黒鉛
18.7	33.4	4.3	54	有り

【実施例. 2】

NiおよびMnを含む戻り屑と金属NiおよびMn合金を主体とする原料を高周波電気炉にて溶解し、元湯とした。次いで取鍋中にFe-Si(45)-Mg(3)合金を溶湯量に対し0.20%添加し、次いで

【実施例. 3】

NiおよびMnを含む戻り屑と金属NiおよびMn合金を主体とする原料を高周波電気炉にて溶解し、元湯とした。次いで取鍋中にFe-Si(45)-Mg(3)合金を溶湯量に対し0.20%添加し、次いでRE合金を溶湯量に対し0.4%添加することにより球状化処理を行なった。一次接種はFe-Si(50)にてSi当量で0.3%添加した。なお、取鍋出湯時金属Alを溶湯量に対し0.5%、金属Biを溶湯量に対して0.01%添加した。

二次接種はFe-Si(73)-Ca(2)-Al(3)合金をSi当量で0.1%をYブロック(肉厚25mm)への注湯流へ添加した。試料の分析結果は鉄と不可避的不純物と第5表に示す通りであった。

第5表 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	
3.03	3.04	5.95	0.030	0.007	
		Ni	Al	Mg	RE
		13.4	0.21	0.005	0.007

第6表に熱膨張係数(20~200℃)、機械的

性質、及び黒鉛組織を示す。

第6表 熱膨張係数は $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ である。

熱膨張 係数	抗張力 kgf/mm^2	伸び %	黒鉛組織	
			球状化率	フロンキ-黒鉛
19.1	38.7	11.8	61	無し

〔実施例、4〕

NiおよびMnを含む戻り屑と金属NiおよびMn合金を主体とする原料を高周波電気炉にて溶解し元湯とした。次いで取鍋中にFe-Si(45)-Mg(3)合金を溶湯量に対し0.40%添加し、次いでRE合金を溶湯量に対し0.4%添加することにより球状化処理を行なった。一次接種はFe-Si(50)にてSi当量で0.3%添加した。なお、取鍋出湯時、金属Biを溶湯量に対して0.01%添加した。

二次接種はFe-Si(73)-Ca(2)-Al(3)合金をSi当量で0.1%をYブロック(肉厚25mm)への注湯流へ添加した。試料の分析結果は、鉄と不可避の不純物と第7表に示す通りであった。

また第8表に熱膨張係数(20~200℃)、機

械的性質、及び黒鉛組織を示す。

第7表 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	
2.69	3.01	8.02	0.031	0.007	
		Ni	Al	Mg	RE
		8.80	0.01	0.012	0.007

第8表 熱膨張係数は $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ である。

熱膨張 係数	抗張力 kgf/mm^2	伸び %	黒鉛組織	
			球状化率	フロンキ-黒鉛
18.9	49.2	27.5	83	無し

高熱膨張錫鉄の他の実施例を第9表にまとめて示す。前記実施例、1~4はそれぞれ試料Noの1, 11, 13, 14に対応するものである。

第9表

試料 No	化 学 組 成	微量元素 添加量%				球状化処理		黒鉛形状・球状化率			物理及び機械的性質		
		Mg	RE	Sb	Bi	Mg	Mg+RE	黒鉛 形状	球状化 率 %	フロンキ 有無	$\alpha \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 20~200℃	σ_B kgf/mm^2	δ %
1		0.010	—	—	—	0.4	—	CV	54	有	18.7	33.4	4.3
2	C : 1.5~3.5%	0.024	—	—	—	0.8	—	N	82	有	18.3	39.4	11.0
3		0.012	—	0.02	—	0.4	—	CV	57	無	18.9	38.6	12.9
4	Si : 1.5~4.0%	0.025	—	0.02	—	0.8	—	N	78	無	18.7	48.5	23.5
5		0.010	—	—	0.01	0.4	—	CV	62	無	19.1	38.6	9.8
6	Mn : 2.5~10.0%	0.022	—	—	0.01	0.8	—	N	81	無	18.7	48.7	22.9
7		0.011	—	0.01	0.005	0.4	—	CV	57	無	19.0	39.1	11.2
8	Ni : 5.0~20.0%	0.024	—	0.01	0.005	0.8	—	N	80	無	18.5	48.7	21.5
9		0.005	0.006	—	—	—	0.2+0.4	CV	50	有	18.7	36.2	5.8
10	Al : < 3.0%	0.011	0.005	—	—	—	0.4+0.4	N	81	有	18.5	41.2	12.4
11		0.004	0.004	0.02	—	—	0.2+0.4	CV	57	無	19.2	39.6	12.4
12		0.010	0.007	0.02	—	—	0.4+0.4	N	80	無	18.7	48.5	23.8
13	注	0.005	0.007	—	0.01	—	0.2+0.4	CV	61	無	19.1	38.7	11.8
14	CV : パーミキュラ黒鉛	0.012	0.007	—	0.01	—	0.4+0.4	N	83	無	18.9	49.2	27.5
15	N : 球状黒鉛	0.004	0.007	0.01	0.005	—	0.2+0.4	CV	62	無	18.7	38.4	11.9
16		0.011	0.007	0.01	0.005	—	0.4+0.4	N	82	無	19.1	49.4	26.1

〔発明の効果〕

以上黒鉛の形状については、CV黒鉛と球状黒鉛、球状化処理についてはFe-Si(45)-Mg(3)単独及び併用として、RE合金について各々肉厚25mmの試験片について計4例の実施例として示した。何れの合金も他の合金鋳鉄には見られない高い熱膨張係数を示した。

出願人 日立金属株式会社

